

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-237714

(43)Date of publication of application : 09.09.1997

(51)Int.Cl.

H01F 10/14  
H01F 41/22

(21)Application number : 08-067584

(71)Applicant : HITACHI METALS LTD

(22)Date of filing : 25.03.1996

(72)Inventor : SHINDO MIKIO  
SAKUMA AKIMASA

(30)Priority

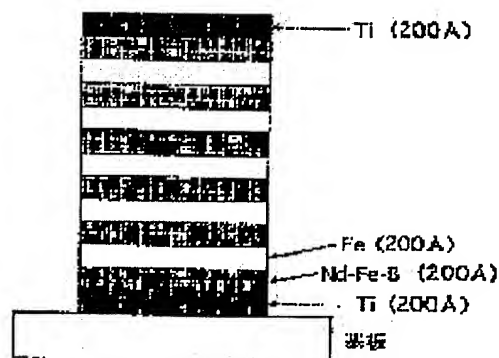
Priority number : 07340882    Priority date : 27.12.1995    Priority country : JP

## (54) THIN FILM MAGNET, R-TM-B EXCHANGED SPRING MAGNET AND MANUFACTURING METHOD

### (57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To obtain a thin film magnet having a high max. energy product by laminating a soft magnetic layer having specified magnetization value on a hard magnetic layer contg. specified amt. of rare earth element(s), B and Fe or Fe partly substituted with Co and inevitable impurities.

**SOLUTION:** Laminating an S layer (soft magnetic layer having a magnetization of 1.3T or more) on an H layer (hard magnetic layer contg. R (at least one of rare earth elements, incl. Y) 10-20at%, B 5-20at%, TM (Fe or Fe partly substituted with Co) and inevitable impurities) produces a thin film magnet. The S and H layers are pref. alternately laminated to form a multilayer film pref. having at the outermost surface an M layer (composed of at least one of Cr, Ti, W, Ta, FeMn, NiMn, Nip, Fed, Cod, Co-Pt and Fe-Pt, thereby suppressing oxidation of the S and H layers.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japan Patent Office

(11)特許出願公開番号

特開平9-237714

(43)公開日 平成9年(1997)9月9日

(51) Int.Cl.<sup>8</sup>

H O 1 F 10/14  
41/22

識別記号

庁内整理番号

FI

H O I F 10/14  
41/22

### 技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 7 頁)

(21)出願番号 特願平8-67584

(22)出願日 平成8年(1996)3月25日

(31)優先權主張番号 特願平7-340882

(32)優先日 平7(1995)12月27日

(33)優先権主張国 日本 (J P)

(71)出願人 000005083

日立金属株式会社

東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

(72)発明者 新藤 幹夫

埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地日立金属株式会社磁性材料研究所内

(72)発明者 佐久間 昭正

埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地日立金属株式会社磁性材料研究所内

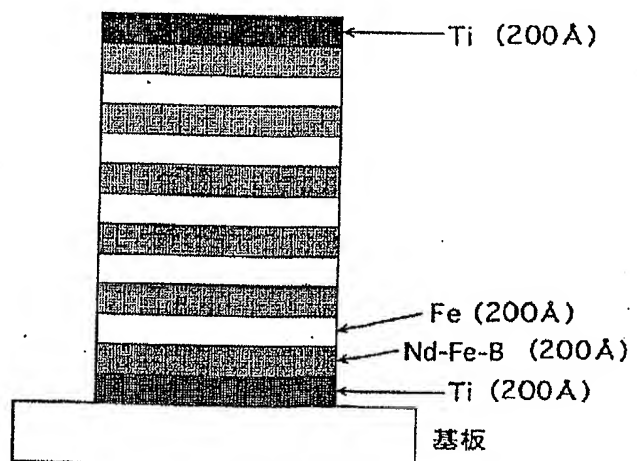
(74)代理人 弁理士 大場 充

(54)【発明の名称】 薄膜磁石ならびにR-TM-B系交換スプリング磁石およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明は、大きな磁化を持つことで大きな最大エネルギー積を有する薄膜磁石ならびにR-TM-B系交換スプリング磁石およびその製造方法を提供するものである。

【解決手段】 S層（磁化の大きさが1.3 T以上である軟磁性層）およびH層（10～20 at %のR（RはYを含む希土類元素の内少なくとも1種）、5～20 at %のB、残部TM（TMはFeまたはFeの一部をCoで置換したもの）及び不可避免的な不純物を含む硬磁性層）を1層または2層以上積層したR-TM-B系交換スプリング磁石。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 S層（磁化の大きさが1.3 T以上である軟磁性層）およびH層（10～20 at %のR（RはYを含む希土類元素の内少なくとも1種）、5～20 at %のB、残部TM（TMはFeまたはFeの一部をCoで置換したもの）及び不可避免的な不純物を含む硬磁性層）を積層したことを特徴とする薄膜磁石。

【請求項2】 S層およびH層を積層した多層膜の最外面にM層（M層はCr, Ti, W, Cu, Ta, FeMn, NiMn, NiO, FeO, CoO, Co-Pt, Fe-Ptのうち1種または2種以上からなる層）を有する請求項1に記載の薄膜磁石。

【請求項3】 S層（磁化の大きさが1.3 T以上である軟磁性層）およびH層（10～20 at %のR（RはYを含む希土類元素の内少なくとも1種）、5～20 at %のB、残部TM（TMはFeまたはFeの一部をCoで置換したもの）及び不可避免的な不純物を含む硬磁性層）を積層したことを特徴とするR-TM-B系交換スプリング磁石。

【請求項4】 S層とH層とが交互に積層されている請求項3に記載のR-TM-B系交換スプリング磁石。

【請求項5】 S層およびH層を積層した多層膜の最外面にM層（M層はCr, Ti, W, Cu, Ta, FeMn, NiMn, NiO, FeO, CoO, Co-Pt, Fe-Ptのうち1種または2種以上からなる層）を有する請求項3または4に記載のR-TM-B系交換スプリング磁石。

【請求項6】 H層が4 at %以下のCr, Nb, Al, Ga, Zn, Cuの少なくとも一種の元素を含有する請求項3ないし5のいずれかに記載のR-TM-B系交換スプリング磁石。

【請求項7】 基板上に、773 K（500℃）以下の基板温度で、S層（磁化の大きさが1.3 T以上である軟磁性層）と、H層（10～20 at %のR（RはYを含む希土類元素の内少なくとも1種）、5～20 at %のB、残部TM（TMはFeまたはFeの一部をCoで置換したもの）及び不可避免的な不純物を含む硬磁性層）を少なくとも1層以上成膜した後、773 K（500℃）～1073 K（800℃）の温度で熱処理することによって特徴とするR-TM-B系交換スプリング磁石の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、小型モータ、磁気センサ、アクチュエータ等に応用されるR-TM-B系硬磁性層と軟磁性層を積層させた多層構造の薄膜磁石ならびにR-TM-B系交換スプリング磁石およびその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】 エレクトロニクス機器の小型・軽量化に

対応して、永久磁石材料の高性能化が進められている。

現在、最高の磁石特性を有するR-TM-B系磁石の磁気特性を上回る可能性のある材料の一例として、交換スプリング磁石が挙げられる。交換スプリング磁石は、硬磁性相と軟磁性相の二相からなる超微細結晶組織で構成される永久磁石で、Coehoorn等（J.dePhys. vol.49, p669(1988)）や Kneller等（IEEE Trans. Mag. vol.27, p3588(1991)）によって提案され、磁化の大きい軟磁性相と保磁力の大きい硬磁性相とを組み合わせ、これらを交換相互作用により磁氣的に結合させることで高いエネルギー積を得ようというものである。交換スプリング磁石の保磁力は、硬磁性相の磁化が軟磁性相の磁化を固定して、軟磁性相の磁化反転を妨げることによって発現する。十分な保磁力を得るためには、軟磁性相と硬磁性相が強く交換結合していることと、それぞれの相の大きさ（粒径）がナノレベルサイズであることが必要である。この交換スプリング磁石の製造方法は、超急冷法によってアモルファス薄帯を製造し、熱処理によって軟磁性相と硬磁性相が混合した多結晶を得る方法が主流である。しかしながら、アモルファス薄帯の熱処理によって軟磁性相と硬磁性相とを析出させる交換スプリング磁石の製造方法は、その組織を制御することが極めて難しいという問題がある。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、大きな磁化を持つことで大きな最大エネルギー積を有する薄膜磁石ならびにR-TM-B系交換スプリング磁石およびその製造方法を提供するものである。

## 【0004】

【課題を解決するための手段】 交換スプリング磁石において、硬磁性相と交換結合する軟磁性相があると、逆磁界下で軟磁性相から先に磁化反転が始まり、保磁力低下の主要因となる。しかし、軟磁性相のサイズを磁壁幅以下に抑え、逆磁界下における不均一磁化反転が抑制される。その結果、保磁力は主に硬磁性相の磁気異方性に支配され低下は抑えられる。一方、軟磁性相からより高い磁束密度Bを得るためには、軟磁性相の体積比を上げる必要があり、このためには一つの硬磁性相のサイズをできる限り小さくすればよい。硬磁性相のサイズはやはり磁壁幅以下であればよいが、あまり狭いと保磁力を維持するのが困難になるため磁壁幅程度に抑えるのが好ましい。磁壁幅は $\pi (A/K)^{1/2}$ （A：交換スティッフネス定数、K：磁気異方性エネルギー）で見積もられるので、軟磁性相をFe、硬磁性相をNd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>Bとすると、それぞれ60 nmおよび数nm程度となる。R. Skomski and J. M. D. Coey (Phys. Rev. B48(1993) p15812)によると交換スプリング磁石において、最大エネルギー積(BH) maxが最も大きくなる時の硬磁性相の体積比f<sub>h</sub>は近似的に(1)式で与えられ、このとき最大エネルギー積は(2)式となる。

[0005]

$$f_h = \frac{\mu_0 M_s^2}{4 K_h} \quad (1)$$

(M<sub>s</sub>: 軟磁性相の磁化、K<sub>h</sub>: 硬磁性相の磁気異方性エネルギー)

$$(BH)_{\max} = \frac{\mu_0 M_s^2}{4} \left( 1 - \frac{\mu_0 (M_s - M_h) M_s}{2 K_h} \right) \quad (2)$$

(M<sub>h</sub>: 硬磁性相の磁化)

[0006] Sm-CoやNd-Fe-B磁石の磁気異方性エネルギーK<sub>h</sub>は10<sup>7</sup>J/m<sup>3</sup>程度であるのに対し、Fe等の軟磁性体のμ<sub>0</sub>M<sub>s</sub><sup>2</sup>/4は10<sup>6</sup>J/m<sup>3</sup>程度であるので、硬磁性相の体積比f<sub>h</sub>は10%程度あればよいことになる。従って、(BH)<sub>max</sub>は主に軟磁性相の特性に支配され定量的にはμ<sub>0</sub>M<sub>s</sub><sup>2</sup>/4に僅かな補正が加わる形となる。(2)式においてNd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>Bを硬磁性相、Feを軟磁性相とした場合には、f<sub>h</sub>=10%で、(BH)<sub>max</sub>=0.8MJ/m<sup>3</sup>(100MGOe)が期待される。以上のような特性を得るには、硬磁性相と軟磁性相が接触界面で充分な磁氣的結合を有し、それぞれの相厚が上述した磁壁幅程度に制御されている必要がある。本発明者等は、積層膜がこのような制御が最も容易に実現され得る構造であると考えた。また、R-TM-Bからなる硬磁性層は耐食性が悪く、十分に酸化を抑制しないとR<sub>2</sub>TM<sub>14</sub>Bが生成しにくくなり、軟磁性相との交換結合が不十分となって保磁力が劣化する可能性が高いので、本発明者等は、薄膜化による酸化抑制のための保護膜を形成することによって保磁力の低下を防ぐことに想到した。したがって、本発明は、S層(磁化の大きさが1.3T以上である軟磁性層)およびH層(10~20at%のR(RはYを含む希土類元素の内少なくとも1種)、5~20at%のB、残部TM(TMはFeまたはFeの一部をCoで置換したもの)及び不可避免的な不純物を含む硬磁性層)を積層した薄膜磁石である。また、本発明は、S層(磁化の大きさが1.3T以上である軟磁性層)およびH層(10~20at%のR(RはYを含む希土類元素の内少なくとも1種)、5~20at%のB、残部TM(TMはFeまたはFeの一部をCoで置換したもの)及び不可避免的な不純物を含む硬磁性層)を積層したR-TM-B系交換スプリング磁石である。

[0007] 本発明において、S層とH層とを交換結合させるために、S層とH層を交互に積層して多層膜とすることが望ましい。また、S層およびH層を積層した多層膜の最外面にM層(Cr, Ti, W, Cu, Ta, FeMn, NiMn, NiO, FeO, CoO, Co-Pt, Fe-Ptのうち1種または2種以上からなる層)を形成し、S層とH層の酸化を抑制することが望ましい。

[0008] 本発明において、H層は、10~20at%のR(RはYを含む希土類元素の内少なくとも1

種)、5~20at%のB、残部TM(TMはFeまたはFeの一部をCoで置換したもの)及び不可避免的な不純物を含む硬磁性層である。Rとしては、特にNdまたはPrの少なくとも1種を含むことが望ましく、NdまたはPrの一部をDyで置換してもよい。R-TM-BからなるH層は、R<sub>2</sub>TM<sub>14</sub>B相を含み、膜厚が5~100nmであることが望ましい。H層のRが10at%以下では十分な保磁力が発現せず、20at%以上ではFe成分が減少して(BH)<sub>max</sub>とBrが減少する。Bは5at%以下では保磁力が低下し、20at%以上では(BH)<sub>max</sub>とBrが低下する。また、H層にCr, Nb, Al, Ga, Zn, Cuの少なくとも一種の元素を添加すると、更に保磁力と角型性の良いR-TM-B系交換スプリング磁石を得ることができるが、4at%を超えて添加すると(BH)<sub>max</sub>とBrが低下するので、4at%以下とする。

[0009] R-TM-BからなるH層の磁化は室温で通常1.3T以上であるので、交換スプリング磁石の優位性を得るためには、S層の磁化の大きさは室温で1.3T以上とし、更にバルクのR-TM-B系磁石の特性を上回るには、1.5T以上とするのが望ましい。室温における磁化の大きさが1.3T以上の軟磁性材料としては、Fe:2T, Fe-Co:2.3T, Fe-N:2.4T等がある。S層は、その磁壁の幅から考えて、5nm~500nmの範囲の膜厚を有することが望ましい。H層とS層を交換結合させるために、S層とH層を交互に積層した多層膜を形成するが、積層順はS層、H層、S層、...S層と積層しても、H層、S層、H層、...H層と積層しても、S層、H層、S層、...H層と積層しても、H層、S層、H層、...S層と積層してもいづれでもよい。

[0010] S層とH層を交互に積層した多層膜の最外面にM層を形成し、S層とH層の酸化を制御する。M層は、最外面全面に形成してもよいし、多層膜を挟むように、または片方に成形してもよい。M層は、基板と多層膜との間、およびS層とH層との多層膜上のいずれか一方に形成することによっても酸化制御の効果は得られるが、最外面全面あるいは多層膜を挟むように形成することによりS層とH層の酸化を十分制御することができ、その結果、H層とS層の交換結合が強くなり、磁性特性の優れた多層膜を得ることができる。また、基板上にM層を成膜し、その上にS層とH層の多層膜を積層すること

によって、S層またはH層の酸化制御および基板との反応を防ぐという効果が得られる。M層の厚さは、これと隣接するH層あるいはS層との相互拡散により界面で合金あるいは化合物を形成しても十分にその機能を損なうことのないように5nm~100nm、望ましくは5~20nmとする。

【0011】NiO, FeO, CoOは反強磁性絶縁体であるため、これをM層として用いれば、酸化抑制の効果に加え、磁化反転を抑えることで保磁力向上の効果を得ることができる。FeMn, NiMnも反強磁性体であるためこれをM層として用いれば、保磁力向上の効果を得ることができるが、他のM層構成物質に比し酸化防止効果が少ないので、基板とH層またはS層との間に形成することが望ましい。また、Co-Pt, Fe-Ptは強い結晶磁気異方性を有する強磁性金属であるため、これをM層として用いれば酸化防止効果と保磁力増大の効果に加えて磁化の増大も期待できる。

【0012】H層の成膜時の酸化を抑制するため、H層は773K(500℃)以下の基板温度で成膜することが好ましいが、その場合R-TM-BからなるH層はR2TM14Bは結晶化せずにアモルファスとなっており保磁力が発現しない。この場合、R2TM14Bの多結晶を得るために熱処理が必要である。熱処理温度は773K(500℃)以下にするとR2TM14Bが結晶化しないので保磁力が発現せず、1073K(800℃)以上にすると保磁力が急激に減少する。したがって、熱処理温度は773K(500℃)から1073K(800℃)が適当であるが、熱処理中の拡散による積層構造の乱れが少なく、かつR2TM14Bが十分生成する、773K(550℃)から923K(650℃)が望ましい。

【0013】

【発明の実施の態様】

(実施例1) 二極マグネトロンスパッタ装置の真空槽内を $8 \times 10^{-4}$ Pa以下に排気し、Arガスを導入して $8 \times 10^{-1}$ Paとし、請求項1に記載したH層の膜組成になるようなNd-Fe-B合金ターゲットに高周波電圧を印加して室温のガラス基板上に成膜した。投入電力は200Wとし、基板とターゲットの間に取り付けたシャッターを閉じた状態で20分間予備スパッタリングを行ってターゲット表面上の酸化物等を除去した後、シャッターを開けてNd-Fe-B膜を20nm成膜した。Nd-Fe-B膜単層の膜組成はNd13~15Fe bal B7~11(at%)、成膜速度は $2.0 \mu\text{m}/\text{hour}$ である。引き続き真空中を破らずに、Feターゲットに高周波電圧を印加してNd-Fe-Bと同様の成膜条件でFe膜を20nm成膜した。成膜速度は $0.3 \mu\text{m}/\text{hour}$ である。これを交互に繰り返すことによってNd-Fe-BとFeの多層膜を作製し(積層周期5)、最後にNd-Fe-B膜を成膜した。得られたNd-Fe-B/Fe多層膜を873K(600℃)で30分間、 $3 \times 10^{-3}$ Pa以下の真空中で熱処理した。

$3 \times 10^{-3}$ Pa以下の真空中で熱処理した。

【0014】(実施例2) ガラス基板上にTiを20nm成膜し、次に実施例1と同様のNd-Fe-B/Fe多層膜を成膜し、最後にTiを20nm成膜して図1のようなTi/(Nd-Fe-B/Fe)5/Nd-Fe-B/Ti積層膜とした。Tiの成膜条件はFe、Nd-Fe-Bと同一で成膜速度は $1.3 \mu\text{m}/\text{hour}$ である。得られた膜は(実施例1)と同条件で熱処理した。

【0015】(実施例3) ガラス基板上に(実施例1)と同様のNd-Fe-B/Fe多層膜を成膜し、最後にTiを20nm成膜した。つまり、(実施例2)と比較してガラス基板とNd-Fe-B/Fe多層膜の間のTi層がない膜を作製した。得られた膜は(実施例1)と同条件で熱処理した。

【0016】(実施例4) ガラス基板上にTiを20nm成膜し、引き続いて(実施例1)と同様のNd-Fe-B/Fe多層膜を成膜した。すなわち、(実施例2)と比較してNd-Fe-B/Fe多層膜上のTi層がない膜を作製した。得られた膜は(実施例1)と同条件で熱処理した。

【0017】実施例1~4で得られた膜の減磁曲線を図2に示す。最も保磁力が大きいのは実施例2である。実施例1は、Nd-Fe-B層の酸化による保磁力が発現しなかったと考えられる。実施例3、4は実施例1より保磁力が大きい、実施例2と比較するとやや保磁力が低下する。これらの結果から、Nd-Fe-B/Fe多層膜は、Ti等の保護層が基板と多層膜の間または多層膜の表面(最上部)の少なくとも一方に必要で、望ましくは、Ti等の保護層が基板と多層膜の間かつ多層膜の表面(最上部)に必要であることがわかる。実施例1および2で得られた膜のスプリングバック特性を調べるため、減磁界の印加と減磁界の除去を繰り返した場合のマイナーループを、図5、図6に示す。図5からは、実施例1で得られた膜の磁化のスプリングバックは認められなかった。一方、図6を見ると、実施例2で得られた膜は、減磁界を印加しても磁化がリコイルする磁化のスプリングバックが認められたことから、H層とS層が交換結合した交換スプリング磁石であることが確認できた。このことから、H層とS層とを交換結合させるためには、Ti等の保護層を形成することが有効であると考えられる。

【0018】(実施例5) 実施例2のTi/(Nd-Fe-B/Fe)5/Nd-Fe-B/Ti積層膜において、熱処理温度を673Kから1123K(400℃から850℃)の範囲で変化させた。図3に保磁力の熱処理温度依存性を示す。熱処理温度773K(500℃)以下では十分な保磁力が発現せず、1073K(800℃)以上では基板の変形、急速な特性の劣化を招く。従って、熱処理温度は773Kから1073K(500℃

から800℃)の範囲であることが必要で、更に、保磁力の大きい823Kから923K(550℃から650℃)の範囲が望ましい。

【0019】(実施例6)Crを含んだNd-Fe-B合金ターゲットを用い、その他の条件は実施例2と同様の方法でCr/(Nd-Fe-Cr-B/Fe)5/Nd-Fe-Cr-B/Cr積層膜を作製した(Nd-Fe-Cr-B膜単層の膜組成はNd<sub>13</sub>~15FeB<sub>17</sub>~11Cr0.5~1.5(at%)である)。得られた膜は(実施例1)と同様に熱処理した。減磁曲線を(実施例2)と比較して図4に示す。Nd-Fe-B層にCrを添加した場合の方が保磁力と角型性の良い薄膜磁石を得ることができる。この効果は、Nb、Al、Ga、Zn、C

uの場合でも同様であった。

【0020】(実施例7)ガラス基板上に、表1に示すM層を15nm成膜し、次に膜組成を表1に示す膜組成とした以外は実施例1と同様の条件で(Nd-Fe-B/S)5/Nd-Fe-Bを成膜し、さらに表1に示すM層を15nm成膜した。Nd-Fe-B層の厚さ、S層の厚さは、それぞれ15nm、50nmとした。得られた積層膜を570℃~600℃で30分間、3×10<sup>-3</sup>P a以下の真空中で熱処理した。得られた磁石の磁気特性を表1に示す。

【0021】

【表1】

試料 No	積層膜				磁気特性		
	基板M層	H層(Nd-Fe-B層)	S層	M層	Br (T)	iHc (kA/m)	(BH) <sub>max</sub> (kJ/m <sup>3</sup> )
1	Ti	Nd <sub>14</sub> Fe <sub>77</sub> B <sub>9</sub>	Fe	Ti	1.4	656.3	200.2
2	Cu	Nd <sub>12</sub> Dy <sub>2</sub> Fe <sub>59</sub> Co <sub>18</sub> B <sub>9</sub>	Fe <sub>66</sub> Co <sub>34</sub>	Ta	1.3	803.1	195.1
3	Cr-Ta	Nd <sub>13</sub> Fe <sub>73</sub> Cr <sub>5</sub> B <sub>9</sub>	Fe	Cr	1.3	741.5	190.5

【0022】(実施例8)ガラス基板上に、表2に示すM層を15nm成膜し、次に膜組成を表1に示す膜組成とした以外は実施例1と同様の条件で(Nd-Fe-B/Fe)5/Nd-Fe-Bを成膜し、さらに表2に示すM層を15nm成膜した。Nd-Fe-B層の厚さ、S層の厚さは、それぞれ15nm、50nmとした。得

られた積層膜を600℃~620℃で30分間、3×10<sup>-3</sup>P a以下の真空中で熱処理した。得られた磁石の磁気特性を表2に示す。

【0023】

【表2】

試料 No	積層膜				磁気特性		
	基板M層	H層(Nd-Fe-B層)	S層	M層	Br (T)	iHc (kA/m)	(BH) <sub>max</sub> (kJ/m <sup>3</sup> )
4	FeMn	Nd <sub>14</sub> Fe <sub>77</sub> B <sub>9</sub>	Fe	Ti	1.4	804.2	190.1
5	NiMn	Pr <sub>6</sub> Nd <sub>7</sub> Fe <sub>78</sub> B <sub>7</sub> C <sub>2</sub>	Fe	Ti	1.4	750.2	196.2

【0024】(実施例9)ガラス基板上に、表3に示すM層を15nm成膜し、次に膜組成を表1に示す膜組成とした以外は実施例1と同様の条件で(Nd-Fe-B/Fe)5/Nd-Fe-Bを成膜し、さらに表3に示すM層を20nm成膜した。Nd-Fe-B層の厚さ、S層の厚さは、それぞれ15nmおよび50nmとし

た。得られた積層膜を570℃~600℃で30分間、3×10<sup>-3</sup>P a以下の真空中で熱処理した。得られた磁石の磁気特性を表3に示す。

【0025】

【表3】

試料 No	積層膜				磁気特性		
	基板M層	H層(Nd-Fe-B層)	S層	M層	Br (T)	iHc (kA/m)	(BH) <sub>max</sub> (kJ/m <sup>3</sup> )
6	NiO	Nd <sub>12</sub> Dy <sub>2</sub> Fe <sub>60</sub> Co <sub>18</sub> B <sub>8</sub>	Fe <sub>60</sub> Co <sub>20</sub>	NiO	1.4	850.7	205.8

【0026】(実施例10)ガラス基板上に、表4に示すM層を15nm成膜し、次に膜組成を表1に示す膜組成とした以外は実施例1と同様の条件で(Nd-Fe-B/Fe)5/Nd-Fe-Bを成膜し、さらに表4に示すM層を15nm成膜した。Nd-Fe-B層の厚

さ、S層の厚さは、それぞれ15nmおよび50nmとした。得られた積層膜を570℃~600℃で30分間、3×10<sup>-3</sup>P a以下の真空中で熱処理した。得られた磁石の磁気特性を表4に示す。

【0027】

【表4】

試料 No	積層膜				磁気特性		
	基板層	H層 (Nd-Fe-B層)	S層	M層	B <sub>r</sub> (T)	iH <sub>c</sub> (kA/m)	(BH) <sub>max</sub> (kJ/m <sup>3</sup> )
7	Co-Pt	Nd <sub>14</sub> Fe <sub>60</sub> Co <sub>12</sub> B <sub>5</sub>	Fe <sub>80</sub> Co <sub>20</sub>	Co-Pt	1.4	911.2	201.3
8	Pt-Pt	Nd <sub>14</sub> Fe <sub>78</sub> B <sub>8</sub>	Fe <sub>60</sub> Co <sub>40</sub>	Fe-Pt	1.5	880.6	214.5

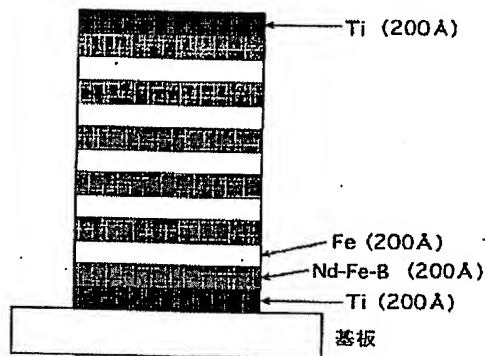
【発明の効果】本発明により、磁化が大きく、大きな最大エネルギー積を有する薄膜磁石およびR-TM-B系交換スプリング磁石が得られる。

【図面の簡単な説明】

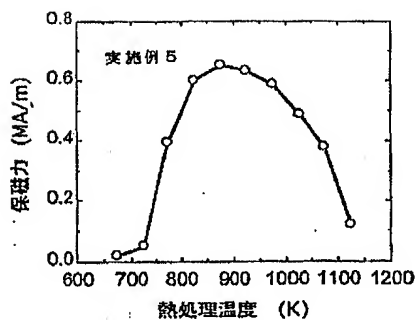
【図1】本発明交換スプリング磁石の断面模式図である。

【図2】M層と減磁曲線の関係を示す図である。

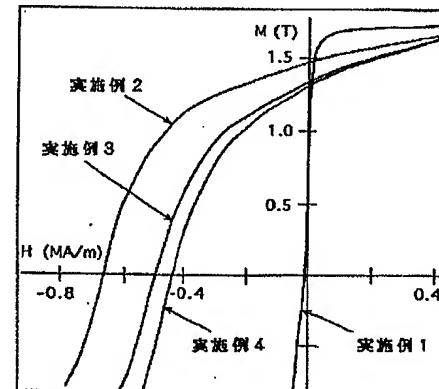
【図1】



【図3】

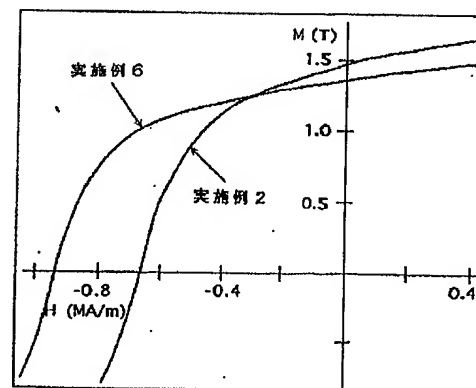


【図2】



実施例1: (Nd-Fe-B/Fe) s/Nd-Fe-B/基板  
 実施例2: Ti/(Nd-Fe-B/Fe) s/Nd-Fe-B/Ti/基板  
 実施例3: Ti/(Nd-Fe-B/Fe) s/Nd-Fe-B/基板  
 実施例4: (Nd-Fe-B/Fe) s/Nd-Fe-B/Ti/基板

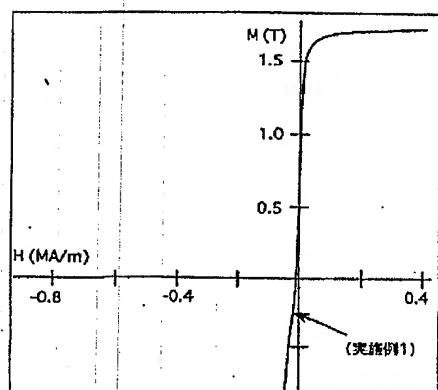
【図4】



実施例2: Ti/(Nd-Fe-B/Fe) s/Nd-Fe-B/Ti/基板  
 実施例6: Cr/(Nd-Fe-Cr-B/Fe) s/Nd-Fe-Cr-B/Cr/基板

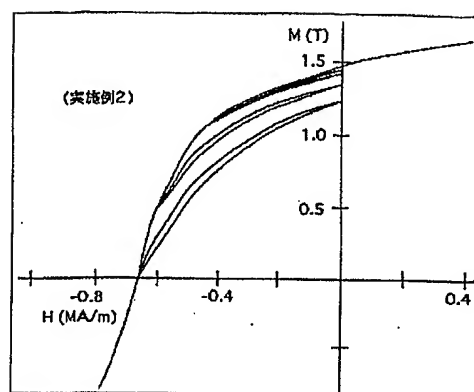


【図 5】



(実施例1) (Nd-Fe-B/Fe)\*5/Nd-Fe-B/基板

【図 6】



(実施例2) Ti/(Nd-Fe-B/Fe)\*5/Nd-Fe-B/Ti/基板